

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 01-230715

(43)Date of publication of application : 14.09.1989

(51)Int.Cl. C21D 8/04
// C22C 38/00
C22C 38/06

(21)Application number : 63-155189

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 23.06.1988

(72)Inventor : TAKECHI HIROSHI
KATO HIROSHI
MATSUMURA OSAMU
SAKUMA KOJI

(30)PriorityPriority number : 62157895 Priority date : 26.06.1987 Priority country : JP
62288344 17.11.1987 JP

(54) MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET HAVING SUPERIOR PRESS FORMABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To manufacture a high strength cold rolled steel sheet having superior press formability by successively subjecting a steel sheet contg. specified amts. of C, Si, Mn and Al and obtnd. by finish hot rolling at a specified temp. to cold rolling at a specified draft, heating to a specified temp. and cooling at stepwise varied cooling rates.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.12W0.40% C, 0.50W2.00% Si, 0.20W2.50% Mn and 0.005W0.10% sol. Al is hot rolled at 700W850° C finishing temp., cold rolled and heat-treated to regulate the ratio of pearlite : retained austenite to (1.5W2.5):1. The resulting steel sheet is pickled and cold rolled at 35W65% draft. This cold rolled steel sheet is heated to 730W900° C, cooled to 600W700° C at 1W10° C/sec cooling rate, further cooled to 200W400° C at 20W200° C/sec cooling rate, held for 2W50sec, further held at 350W450° C for 15secW10min and then cooled to ≤150° C within 30sec. A high strength cold rolled steel sheet having superior press formability can be manufactured.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報 (A) 平1-230715

⑫ Int. Cl.

C 21 D 8/04
// C 22 C 38/00
38/06

識別記号

3 0 1

序内整理番号

A-7371-4K

⑬ 公開 平成1年(1989)9月14日

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全10頁)

⑭ 発明の名称 プレス成形性の優れた高強度冷延鋼板の製造方法

⑮ 特願 昭63-155189

⑯ 出願 昭63(1988)6月23日

⑰ 优先権主張 ①昭62(1987)6月26日 ②日本(JP) ③特願 昭62-157895

⑰ 発明者 武智 弘 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社
第2技術研究所内

⑰ 発明者 加藤 弘 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社
第2技術研究所内

⑰ 発明者 松村 理 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社
第2技術研究所内

⑰ 出願人 新日本製鐵株式會社

⑰ 代理人 弁理士 大関和夫 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

最終頁に続く

明 碑 告

1. 発明の名称

プレス成形性の優れた高強度冷延鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

重量%でC: 0.12~0.40%, Si: 0.50~2.00%, Mn: 0.20~2.50%, S+Al: 0.005~0.10%を含み、強部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を700~850℃を仕上温度として熱延して得られたフェライトとペーライトからなり、ペーライトの比率を冷延とひき続く一連のサイクルからなる熱処理の完了後に得る残留オーステナイトの比率の1.5~2.5倍とした鋼板を、酸洗と圧延率35~65%の冷延を行ってから、730~900℃の二相共存温度域に加熱し、1.5秒~5分保持後、600~700℃までを1~10℃/s、それ以下を20~200℃/sの速度で200~400℃まで冷却し、この温度域内で2~50秒保持してから350~450℃に15秒~10分保てんし、その後30秒以内に150℃以下まで冷

却することを特徴とする8~25%の残留オーステナイトを含み張り出し性・曲げ性・伸びフランジ性をはじめとしたプレス成形性の優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明はプレス成形性の著しく優れた高強度冷延鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

ここ数年、乗用車においては快適性や走行性能の向上を目的とした電子制御部品と乗員の安全を確実にする構造部材がモデルチェンジのたびにその数を増し、また車体投影面積も増加する傾向にある。一方で車体総重量はほとんど変化していないが、これは主要な構成材料である自動車用鋼板の高強度化により相殺されているためである。生活水準の向上を背景とする高級化・高性能化指向は今後とも続くと思われるが、一方でオイルショックの経験に根ざすコストパフォーマンスに対する敏感化した感覚もあり、この傾向は今後一層

強まると予想される。したがって自動車用鋼板に要求される強度レベルも引張強度 80 ~ 100 kgf/cm²以上と今まで考えられなかつたものとなろう。しかし、所要の部材を得るためにプレス加工が必要であり、張り出し性、曲げ性、伸びフランジ性をはじめとするさまざまな成形性を従来同様にあわせ持つ必要がある。

このような要求に応えようとした鋼として、特公昭56-11741号公報等で提案されているような、軟質なフェライトに伸びを、硬質なマルテンサイトに強度を分担させ、その結合により改善された強度延性バランスを有するフェライト・マルテンサイト二相鋼(Dual-phase 鋼)が存在する。しかし、この鋼でも引張強度と全伸びの和はたかだか 200 kgf/cm²・%であり、100 kgf/cm²内外以上の引張強度レベルになると曲げ性や伸びフランジ性が極端に悪化するばかりか、その特徴であった張り出し性も著しく劣化し、自動車用鋼板に要求される厳しい成形性を満たすにはまだ相当の難しさを残していた。また曲げ性を重視する立場

テナイトとともに存在するベイナイト中には比較的大きなサイズの炭化物が密に存在するため、曲げ性や伸びフランジ性等の張り出し性以外の成形性の劣化が見られ、また自動車の安全強度部材として用いられる限り必須である衝撃性も優れない。特開昭61-157625号公報等で提案されているように加熱温度域をフェライトとオーステナイトの二相共存域とすれば、C濃度がより低い鋼においても残留オーステナイトを含みそのTRIP効果が発揮される80~120 kgf/cm²級の引張強度を得ることができ、曲げ性も満足できるレベルに到達する。しかし、この開示技術を用いた場合も第一段の加工中に残留オーステナイトがマルテンサイトに加工誘発変態した後で第二段の加工を行うと、その時許容される加工範囲は所謂二相鋼(Dual phase 鋼)と同程度に限られる。したがって、伸びフランジ性等は同一強度を有する従来鋼板と同等のレベルにとどまるため、厳しい成形性を必要とする部品に適用することは困難であり、自動車用鋼板としての広範な実用化を妨げていた。

特開平1-230715 (2)

からは、鉄と鋼、67(1981), 51181に記載されているようにベイナイト均一に近い組織が推奨されているが、この場合 100 kgf/cm²級の引張強度に対する全伸びは 1.0 ~ 1.5 %程度と小さいため極めて限られた成形機式にしか適用できなかった。

ところが最近になって、高価な合金元素を含まない単純な C-Si-Mn 系ながら 1.5 %以上の残留オーステナイトを含有し、その変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) を利用することにより、3.0 %以上と従来考えられなかつたような全伸びを有しながら 80 ~ 120 kgf/cm²程度もの引張強度を有する高強度鋼板が、特開昭60-43430号公報等に開示されている如く製造できることが見い出された。残留オーステナイトを有するこの種の鋼板は、その量と変形に対する安定度に応じて、変態誘起塑性に起因する極めて良好な成形性を有する。また、軟鋼板用の連続焼純サイクルに準じた熱処理条件で製造できるため、工業上広汎な利用が期待されている。しかし、上記開示技術による鋼は極めて C 濃度が高く残留オース

(発明が解決しようとする課題)

本発明は前記したような従来技術の有する問題点を解決し、8 ~ 25 %の残留オーステナイトを含み張り出し性・曲げ性・伸びフランジ性をはじめとしたプレス成形性の優れた高強度冷延鋼板の製造方法を提供するものである。

(課題を解決するための手段)

本発明による高強度冷延鋼板はフェライト、ベイナイトと 8 ~ 25 %の残留オーステナイトを主体とした混合組織を有する。70 kgf/cm²を超す高い引張強度はベイナイト、残留オーステナイトあるいは加工誘発変態により生成したマルテンサイトが存在することにより得られるが、清浄なフェライトとともに存在する C が钝化して安定化した残留オーステナイトの変態誘起塑性によりもたらされる大きな伸びは、その強度では従来得られなかつたような優れた張り出し性を付与する。ここで残留オーステナイトの粒径を小さくし安定度を高めて変態誘起塑性をより効果的なものとすれば張り出し性はさらに改善される。同時に加工誘発

特開平1-230715(3)

変態により生成するマルテンサイトの量を減ずることができるから、その粒が最細化していることと併せて伸び・フランジ性を大幅に改善できる。また残留オーステナイトの加工誘発変態は歪を拡散し良好な曲げ性をもたらすが、加工誘発変態に伴う歪が過大な場合でも滑らかで高延性のフェライトが存在すればその歪を解放できるためさらに欠陥が生じにくくなる。このようにフェライトやベイナイトと共に微細な残留オーステナイトを均一分散させた金属組織は張り出し性・曲げ性・伸び・フランジ性をはじめとしたプレス成形性に好ましいものであるが、それは一連の熱処理開始以前における組織を微細に整えると同時に最終的に得ようとする組織での合金元素分配に近い状態としておくことが肝要であることに本発明者らは着目した。そして熱間圧延の仕上温度と卷取り冷却した時点での金属組織および冷間圧延の圧延率を適正な範囲に制御することで目的が達せられることを見いだし本発明をなしたものである。

即ち、本発明は質量%でC: 0.12~0.40%、Si:

0.50~2.00%、Mn: 0.20~2.50%、 MnAl : 0.005~0.10%を含み、残部Feおよび不可逆的不純物からなる鋼を700~850°Cを仕上温度として熱延して得られたフェライトとペーライトからなり、ペーライトの比率を冷延と引き続く一連のサイクルからなる熱処理の完了後に得る残留オーステナイトの比率の1.5~2.5倍とした鋼板を、酸洗と圧延率35~65%の冷延を行ってから、730~900°Cの二相共存温度域に加熱し、15秒~5分保持後、600~700°Cまでを1~10°C/s、それ以下を20~200°C/sの速度で200~400°Cまで冷却し、この温度域内で2~50秒保持してから350~450°Cに15秒~10分保有し、その後30秒以内に150°C以下まで冷却することを特徴とする8~25%の残留オーステナイトを含み張り出し性・曲げ性・伸び・フランジ性をはじめとしたプレス成形性の優れた高強度冷延鋼板の製造方法である。

(作用)

最初に本発明の対象とする鋼の成分範囲の限定

理由について述べる。

まずCはオーステナイト中に溶解し、そのMs点を室温以下とする。これにより変態誘起塑性による大きな伸びをもたらす残留オーステナイトを得ることができる。その量は溶接性や衝撃性の観点からは低いことが望ましいが、0.12%未満では高強度にしてプレス成形性を優れたものとすることは不可能であり、目的を容易に実現するために0.15%以上が望ましい。一方、0.40%を超えると残留オーステナイト量を確保するのは容易であるものの、共存する組織が比較的大きなサイズの炭化物が密に存在するベイナイトを主体とすることになるため衝撃性の劣化が著しく実用に耐えないものとなる。

Siはセメントイト中に固溶しないためその析出を抑制する作用があり、200~450°Cのベイナイト変態温度域においてCを過飽和に固溶している未変態オーステナイト中へさらなる碳化物を図ることができる。しかし、本発明のC量の範囲ではSi含有量が0.50%未満の場合にその効果は認

められず、できれば0.80%以上が望ましい。一方、2.00%を超えることは高温で裏面にスケールを生じやすくするのみならず、Cを黒鉛として析出せることもあるから避けが必要がある。またSiはA₁変態点を極端に高くするから、その添加量が多いと連続焼純における加热温度を相当に高めなければならずコスト上昇を招くので、1.50%未満とすることが望ましい。

またMnはオーステナイト形成元素としてその中に碳化してオーステナイトの安定化をもたらすと共にその強度を上昇させる。また二相域からベイナイト変態温度域への冷却に際しペーライトへの分解を抑制する上で必要である。その含有量が0.20%未満では熱間圧延に際して熱間脆性を引き起こす危険性が大であるため避けなければならない。安定した冷却速度で目的を達成するためには1.00%以上が望ましい。一方2.50%を超えると期待した効果が發揮するのみならず、著しいペンド組織が形成される原因となり顕著な特性劣化を招くので適当でない。そして溶接性を良好とし、

合金コストの上昇を抑えるためには200%以下とすることが望ましい。

さらに sol. Al は脱酸元素として、また Mg による熱延素材の細粒化、および一連の熱処理工程における結晶粒の粗大化を抑制することを通じて材質の向上を図るため 0.005~0.10% の添加を必要とする。その量が 0.005% 未満では目的とする効果が得にくく脱酸も不十分となる。一方 0.10% を超える添加は介在物による機械的強度をもたらすため避ける必要がある。

本発明の鋼は以上を基本成分とするが、本発明鋼板はこれらの元素および Fe 以外に P, S, N その他の一般に鋼に対し不可逆的に混入する不純物を含むものである。またオーステナイト形成元素である Ni や Cu, Co を 1% 以下、あるいは焼入性を増す Cr を 1% 以下添加することは残留オーステナイト量を増加させ本発明の目的を達成する上で好ましい。

次に工程上の限定理由を詳述する。

本発明による鋼の熱間圧延は仕上温度を 700

に巻取後冷却した時点での組織をフェライトとバーライトとセラライトの比率を冷延とひき抜く一連のサイクルからなる熱処理の完了後に得る残留オーステナイトの比率の 1.5~2.5 倍とする。このような組織とすることにより、割れ等を発生せずに所定の圧延率で冷延を行うことができ、またその後の熱処理で二相共存温度域に加热した時にすみやかに皮膜が消滅すると同時にフェライトとオーステナイトの間で Mn 等の合金元素分配が発生し、その後のヒートサイクルを経ることによりオーステナイトの残存が容易となる。この時点での組織にマルテンサイトが混入すると冷延が困難となる。またバーライトの比率が冷延とひき抜く一連のサイクルからなる熱処理の完了後に得る残留オーステナイトの比率の 1.5 倍より小さいと加热時にオーステナイトを十分な量得るために長時間を要することとなり連続ラインでの生産を困難とする。一方その割合が 2.5 倍を超すと最終的に得る組織でベイナイトの量が不足し目的とする強度を得にくく。

特開平1-230715(4)

~850°C とする。かかる条件で熱間圧延を行うのは熱間圧延終了後の組織が通常の条件で熱間圧延を終了するよりも結晶粒が微細でその均一性が良いため、冷延後に本発明で規定する一連の熱処理を行って得られる残留オーステナイトが微細化するとともに均一に分布するようになり、また安定度も向上する結果、伸びフランジ性・曲げ性とともに改善が図られるからである。仕上温度が 850°C を超えても冷延後通常の熱処理を行えばフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの混合組織を有する高強度冷延鋼板が得られ張り出し性も従来になく良好となるものの、残留オーステナイト量は本発明によって得られるよりも大きく伸びフランジ性の劣化が認められる。一方、仕上温度を 700°C 未満とすると組織に不均一を生じやすく期待することが得られない。また温度が低いと圧下力が莫大なものになるが、かかる困難を排除するに見合った効果を得るために 750°C 以上で仕上げることが望ましい。

本発明では熱間圧延をかかる温度で仕上げた後

本発明ではこのような金属組織を有する熱延鋼板について酸洗と圧延率 3.5~6.5% の熱間圧延を行うが、これはその後二相域加熱時にフェライト粒とオーステナイト粒を微細に分散させることにより残留オーステナイトの確保を容易とし、高強度と優れたプレス成形性を両立する組織を最終的に得ることを目的とする。この圧延率が 3.5% 未満では組織の微細化が不十分であるため、一連の熱処理完了後に十分な量の残留オーステナイトが得られず、伸びが小さく張り出し性が劣る。また粗大なマルテンサイトが形成されるため曲げ性や伸びフランジ性も優れない。一方、圧延率が 6.5% を越えると、冷間圧延時にボイドの形成が顕著となるため、その後熱処理を行っても残存し、プレス成形時に応力集中のもととなって曲げ性や伸びフランジ性を著しく劣化させるので避けなければならない。

この冷延後に本発明では一連のサイクルからなる熱処理を行うが、まず最初に 730~900°C の二相共存温度域に加热し、1.5 秒~5 分保持す

特開平1-230715(5)

る。本発明の成分系を有する鋼板においては、この加熱を行うと固溶限以上の炭化物はほとんど消滅し、オーステナイトがほぼ40～80%存在し、フェライトが残余を占める組織状態が現出される。並置定数の大きいCはオーステナイトに溶化し、フェライト中では希薄となるが、加熱前の金属組織を先に規定したものとすることでMnについてもある程度の分配が図られる。これは引き続く一連の熱処理を完了し室温まで持ち来たした際に8～25%のオーステナイトを残留させ、高強度と優れたプレス成形性を確保する上で必要な状態である。

加熱温度が730℃未満では、工業的に実用性のあるような加熱時間とした場合には未溶解炭化物の存在する可能性が大であり、固溶しているCの量が不十分となるため、引き続く一連の熱処理を行っても十分な量の残留オーステナイトが確保できないため伸びが小さい。一方、900℃を越すような加熱温度ではフェライトがごく僅かしか存在せず、またさらには全く存在せずオーステナ

イト単相となるため、合金元素の分布は全体としての希薄なレベルにとどまる。このため、以下の工程でオーステナイト中への合金元素濃縮を意図しても不十分にしか達成することができず、最終的に伸びの向上に寄与する残留オーステナイトの確保が困難となり、高強度にして同時にプレス成形性を優れたものとすることはできない。

この温度域での保持時間が15秒未満であると未溶解炭化物が存在する可能性があり、また再結晶が完了せず冷間圧延による歪が解放されないため成形性の劣化が著しい。一方、5分を超えて保持することは連続ラインでの生産性を低下させるだけでなく、結晶粒の粗大化を招いて一連の熱処理を完了した時点での鋼板の機械的性質が劣化するおそれもある。

本発明では引き続いて600～700℃までを1～10℃/sで冷却するが、これは変態誘起塑性による伸びの向上を効果的なものとする上で必要な清浄なフェライトを十分な量確保することを目的とする。この場合の冷却速度が1℃/s未満

だとオーステナイトがバーライトに分解するため熱処理完了後十分な量の残留オーステナイトを得ることができない。また10℃/sを超えると生成するフェライトの清浄度が不十分となって延性が劣化するため、残留オーステナイトの変態誘起塑性がもたらす効果を殺すこととなる。この1～10℃/sの緩冷の終了温度が700℃よりも高いとフェライトの生成が僅かであり、またオーステナイト中への合金元素濃化が不十分となるために、また600℃未満になるとオーステナイトのほとんどがバーライトに分解してしまうために陳腐な機械的性質しかもたらされない。なお、強度とプレス成形性のバランスが最良となるのは650～700℃までを1～10℃/sで緩冷した時である。

600～700℃で緩冷を終了した温度から200～400℃までを本発明では20～200℃/sで冷却する。その目的とするところは、緩冷終了時に存在するフェライトとオーステナイトをそのままの状態で以後保持、保たせるベイナ

イト変態域に持ち来すことである。この温度範囲内における冷却速度が20℃/s未満ではバーライトが生成することで強度延性バランスが悪化する。一方、200℃/sを超えるような時には目的とした温度で冷却を終了することはきわめて困難であるし、薄鋼板全体にわたっての均一な冷却がなされないとその形状が実用に適さないものとなる。また100℃/sを超すような時には針状のフェライトが形成することもあり、成形性を害することもあるので20～100℃/sが最善の冷却速度である。この冷却が400℃よりも高い温度で終了するとその後の保持中に低強度のベイナイトが急激に生成するため所要の鋼板強度を得ることが極めて難しく、また一部ではバーライトを生成する可能性もあって残留オーステナイトを確保できない。また200℃未満まで冷却するとオーステナイトがマルテンサイトに変態してフェライト・マルテンサイト二相鋼となるため張り出し性、曲げ性、伸びフランジ性とも要求されるレベルには程遠いものとなる。この冷却終了温度が

特開平1-230715(6)

ひき抜く保定期よりもあまりに低い時にはその温度域にもらきたすまでに要するエネルギーコストが大きくなるので、250～400℃が実用上適当な範囲である。

この冷却を終了後、本発明では200～400℃に2～5秒保持してから、350～450℃に15秒～10分保定期し、その後30秒以内に150℃以下まで冷却する。これは8～25%の残留オーステナイトがフェライト、ベイナイトと混在する状態を実現することを目的とする。すなわち前述したように合金元素として含まれるSiの効果により、オーステナイトからベイナイトへの変態が2段に分離し、その中间段階では炭化物をほとんど含まないベイナイトと、その部分から吐き出されたCが濃化した未変態オーステナイトの混在した状態となり、このオーステナイトが室温まで冷却しても残留するわけである。最初の2～5秒の短時間保持は主として急速な冷却によって発生する恐れのある温度むらを解消し、板厚・板幅の全域にわたって均一な温度分布を実現する

ことにあるが、特にこの温度を引き抜く15秒～10分の保定期よりも低く設定した時には復冷終了時に存在するオーステナイトのうちで最初に変態するCやMnの比較的希薄な部分をより高強度のベイナイトとすることが可能となるため強度とプレス成形性を同時に改善でき、得られる鋼板の特性が一層向上する。この時間が2秒未満では復冷等の可能性が大であり、目的を達せられない。また5秒を超す保持は連続ラインの生産性を低下し現実的ではない。引き続いて350～450℃に15秒～10分保定期するが、この温度が450℃を超すとオーステナイトがバーライトに分解し、一方350℃未満の時には微細な炭化物がすみやかに析出するのでいずれの場合も室温まで冷却した時には残留オーステナイトは存在せず、強度とプレス成形性のバランスはさして改善されない。また保定期時間が15秒未満ではベイナイト変態の進行が不十分であり、Cが十分に濃化していないオーステナイトは室温まで冷却する途中でマルテンサイトとなり、得られる鋼板は高強度なもの

成形性は非常に劣る。一方、保定期間が10分を超すと炭化物を析出してベイナイトに分解するオーステナイトが多くなるため、室温まで冷却した時に8～25%も残留しない。この後150℃以下まで冷却する時に30秒を超す時間を要した場合も同様であり、意図したような高強度、優れたプレス成形性のいずれとも得ることができない。

なお、以上に説明してきた工程において、二相域加热温度や冷却後にごく短時間保持する温度やその後の保定期間は規定された温度域内であれば一定である必要はなく、その範囲内で変動したとしても最終製品の特性を何ら劣化させはしない。また熱延仕上後の冷却速度あるいは巻取処理を行なう際にはその巻取温度等は特に問題としない。

(実施例)

第1表に成分を示した鋼を、第2表に記す条件で熱間圧延、冷間圧延と熱処理を行い、0.8%の均質圧延後、JIS 5号引張試験片を探取し、ゲージ長さ50mm、引張速度1.0mm/minで常温引張試験を行なったところ、同表に記載するような引

張強度と伸びを得た。また、曲げ性の評価指標である最小曲げ半径と伸びフランジ性の評価指標である穴抜け比は同表記載の結果が得られた。ここで最小曲げ半径とは幅40mm、長さ150mmの試験片を用いてポンチ角度90°のV曲げ試験を行った時に割れが全く発生しないポンチ先端半径の最小値であり、穴抜け比とはポンチに10mmの穴を打抜き加工した薄鋼板を張り出し加工する際に穴の周囲に割れが発生はじめた時の直径の打抜き加工直後の穴の直径に対する比である。

特開平1-230715 (7)

第一卷

试 样	成 分 (重量%)						
	C	Si	Mn	P	S	solAl	T.R.
a	0.09	1.15	1.40	0.006	0.007	0.040	0.004
b	0.16	1.15	1.40	0.008	0.006	0.045	0.005
c	0.27	1.15	1.40	0.007	0.004	0.040	0.003
d	0.27	1.70	1.40	0.006	0.002	0.035	0.002
e	0.27	1.15	1.85	0.010	0.006	0.035	0.003
f	0.27	0.30	1.40	0.009	0.005	0.030	0.002
g	0.27	1.15	0.16	0.004	0.003	0.040	0.005
h	0.38	1.15	1.40	0.005	0.008	0.040	0.004
i	0.45	1.15	1.40	0.008	0.005	0.035	0.003

(注) 表中、_____を付したのは本発明範囲からはずれていることを示す。

二二四

特閱手1-230715(8)

四 二 反 (つづき)

二 著者

(表中 _____ を付したのは本発明範囲からはずれていることを示す。)

本発明である試料No. 2, 6, 8, 12, 14, 16, 19, 20, 25, 28, 30, 33, 36, 39, 40, 42, 44, 45, 48, 49, 50はいずれも引張強度と全伸びの値が 2800 kgf/mm², %を超えることからわかるように高強度にもかかわらず大きな伸びを有し張り出し性が優れたものであるが、同時に最小曲げ半径 0.5 mm 以下、穴抜け比 1.30 以上と曲げ性・伸び・フランジ性の指標値とも良好な範囲にあり、従来技術では実現できなかった広範囲にわたる厳しいプレス成形に対応できるものである。

これに対し、本発明成分範囲外の鋼 a, f, g, i は最適と考えうる条件の熱間圧延、冷間圧延と一連のサイクルからなる熱処理を経たとしても試料No. 1, 46, 47, 51 にあるように、また本発明成分範囲であって規定した条件を満足する熱間圧延、冷間圧延を行っても熱処理条件に一つでも不適切なところが存在すると試料No. 15, 17, 18, 21~24, 26, 27, 29, 31, 32, 34, 35, 37, 38, 41, 43 のよ

特開平1-230715(9)

うに強度が不足するか張り出し性、曲げ性、伸び・フランジ性の一つあるいはそれ以上が劣ったものとなり本発明の目的は達成しない。また本発明成分範囲で規定の熱処理を行った場合でも試料No. 3~5, 7, 9~11, 13 のように熱間圧延の仕上温度や巻取、冷却後の金属組織あるいは冷間圧延条件が本発明の条件をはずれる場合には以上に説明してきたような本発明で規定する熱延と冷延を施した場合と比較して、いずれか一つ以上の特性に劣化が見られる。

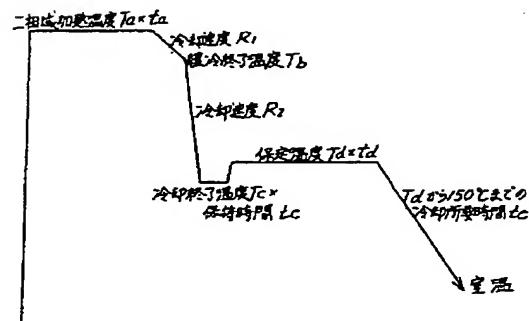
(発明の効果)

以上の実施例からも明らかなように本発明の成分範囲に規定の熱間圧延、冷間圧延と一連のサイクルからなる熱処理を行えば、微細な残留オーステナイトが 8~25% の体積を占め、プレス成形時に座屈誘起塑性を起こすため、引張強度 70 kgf/mm² 以上の高強度ながら張り出し性・曲げ性・伸び・フランジ性をはじめとしたプレス成形性の優れた焼板を工業的に実用上困難を伴うことなく製造でき、産業上極めて顕著な効果を有するものである。

4. 図面の簡単な説明

第1図は規定の熱間圧延と冷間圧延の後で鋼板に施す熱処理のヒートサイクルを示す図である。

第1図



特許出願人 新日本製鉄株式会社
代理人 大田和夫

特開平1-230715 (10)

第1頁の読み

優先権主張 ②昭62(1987)11月17日③日本(JP)④特願 昭62-288344
⑤発明者 佐久間 康治 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社
第2技術研究所内